

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5128756号
(P5128756)

(45) 発行日 平成25年1月23日(2013.1.23)

(24) 登録日 平成24年11月9日(2012.11.9)

(51) Int.Cl.

F 1

C 2 2 C	9/06	(2006.01)	C 2 2 C	9/06
B 2 1 J	1/04	(2006.01)	B 2 1 J	1/04
B 2 1 J	5/00	(2006.01)	B 2 1 J	5/00
B 2 2 D	11/06	(2006.01)	B 2 2 D	11/06
B 2 2 D	21/00	(2006.01)	B 2 2 D	21/00

請求項の数 7 (全 13 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2004-505399 (P2004-505399)
(86) (22) 出願日	平成15年5月15日 (2003.5.15)
(65) 公表番号	特表2005-526183 (P2005-526183A)
(43) 公表日	平成17年9月2日 (2005.9.2)
(86) 國際出願番号	PCT/US2003/015665
(87) 國際公開番号	W02003/097886
(87) 國際公開日	平成15年11月27日 (2003.11.27)
審査請求日	平成18年4月11日 (2006.4.11)
審判番号	不服2010-21598 (P2010-21598/J1)
審判請求日	平成22年9月27日 (2010.9.27)
(31) 優先権主張番号	10/150,382
(32) 優先日	平成14年5月17日 (2002.5.17)
(33) 優先権主張国	米国(US)

(73) 特許権者	503393227 メトグラス・インコーポレーテッド アメリカ合衆国サウス・カロライナ州29 526, コンウェイ, アライド・ドライブ 440
(74) 代理人	100140109 弁理士 小野 新次郎
(74) 代理人	100089705 弁理士 社本 一夫
(74) 代理人	100075270 弁理士 小林 泰
(74) 代理人	100080137 弁理士 千葉 昭男
(74) 代理人	100096013 弁理士 富田 博行

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】銅 - ニッケル - ケイ素二相急冷基体

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

溶融合金をストリップに急速に凝固するための銅 ニッケル ケイ素急冷基体であって、銅の相とケイ化ニッケル相を有する二相微細組織を有し、銅の相は網状構造のケイ化ニッケルで囲まれた銅に富んだ領域であり、それにより 1 ~ 1 0 0 0 μm の範囲のセル寸法を有するセル構造が形成されていて、前記急冷基体は熱伝導性合金から構成され、そして前記組織は全ての方向で均一なセル寸法を有し、前記熱伝導性合金は、6 ~ 8 重量% のニッケル、1 ~ 2 重量% のケイ素、0.3 ~ 0.8 重量% のクロム、残余が銅および付随的な不純物から成る銅 ニッケル-ケイ素合金である、急冷基体。

【請求項 2】

前記熱伝導性合金は、7 重量% のニッケル、1.6 重量% のケイ素、0.4 重量% のクロム、残余が銅および付随的な不純物から成る銅 ニッケル-ケイ素合金である、請求項 1 記載の急冷基体。

【請求項 3】

前記二相微細組織のセル寸法は 1 ~ 2 5 0 μm の範囲内にある、請求項 2 記載の急冷基体。

【請求項 4】

6 ~ 8 重量% のニッケル、1 ~ 2 重量% のケイ素、0.3 ~ 0.8 重量% のクロム、残余が銅および付随的な不純物から成る組成を有する銅 ニッケル ケイ素合金の溶融物を形成すること、

溶融物を鋳型に鋳込み、これにより網状構造のケイ化ニッケル相で囲まれた銅に富んだ領域を有する二相組織を有するインゴットを形成すること、

インゴットに衝撃 ハンマー鍛造を繰り返し行い、これにより微細なセル構造を有するビレットを形成すること、

前記ビレットを機械加工して、これにより急冷鋳造ホイール基体を形成し、そして前記微細なセル構造の均一化を促進させること、そして

前記基体を熱処理して、それにより $1 \sim 1000 \mu\text{m}$ の範囲のセル寸法を有する十分に分布した微細なセル構造を有する急冷表面を伴う合金を得ること、

以上の工程を含む、請求項 1 に記載の急冷基体を形成する方法。

【請求項 5】

10

前記機械加工することは前記ビレットを押し出し加工することを含む、請求項 4 記載の方法。

【請求項 6】

前記機械加工することは前記ビレットをリングローリングすることを含む、請求項 4 記載の方法。

【請求項 7】

前記機械加工することは前記ビレットをリング鍛造することを含む、請求項 4 記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

20

【0001】

本発明は溶融合金の急速冷却によるリボンまたはワイヤの製造に関し、特に急速冷却の実施に使用する鋳造ホイール基体の組成および組織の特徴に関する。

【背景技術】

【0002】

合金ストリップの連続的鋳造は回転する鋳造ホイール上に溶融合金を堆積することによって達成される。ストリップは、溶融合金流が維持され、そして鋳造ホイールの急速に移動する急冷表面による熱の伝導を通じて凝固する時に形成される。凝固したストリップは急冷ホイールを離脱し、そして巻取り機械装置で処理される。高品質のストリップを連続的に鋳造するために、この急冷表面は、周期的な溶融金属の接触および鋳造表面からの凝固ストリップの除去に基づく熱的に生じた機械的応力に耐える必要がある。急冷表面中の欠陥に溶融金属が浸透すると、凝固したストリップの除去によって、急冷表面の一部が引抜かれて、急冷表面を更に劣化させる。その結果、急冷ホイール上の軌道内で鋳造されるストリップの長さが増大するにつれて、ストリップ表面の表面品質は損害を受ける。高品質なストリップの鋳造長さは、ホイール材料の品質の直接な尺度を与える。

30

【0003】

急冷表面を改良するための重要な要素は、(i) 溶融金属からの熱を取り出してストリップを凝固させるために、熱伝導度が高い合金を使用すること、および(ii) 機械的強度が高い材料を使用して、高温 (> 500) において高い応力に曝される鋳造表面の全体を維持すること、である。熱伝導度が高い合金は、特に高温において高い機械的強度を保有しない。従って、熱伝導度によって、適切な強度特性を有する合金の使用が制約を受ける。純銅は極めて良好な熱伝導度を有するが、短いストリップ長を鋳造した後にストリップの深刻な損傷を示す。これらの例としては、種々の銅合金および類似物がある。あるいは、ヨーロッパ特許番号EP0024506に開示されるように、鋳造ホイール急冷表面に種々の表面をメッキして、その性能を改良してもよい。適切な鋳造方法は米国特許番号4,142,571に詳細に記述されており、この記載は本明細書に参考用として取入れられる。

40

【0004】

従来技術の鋳造ホイール急冷表面は、一般に 2 種類の形態、即ち、モノリシックまたはマルチの構成成分を含む。前者の場合、合金の単一固体ブロックが、任意に冷却チャンネルを備える鋳造ホイールの形状に形成される。後者のマルチ成分の急冷表面は複数の構成

50

部分を含み、これらは組み合わされて、米国特許番号4,537,239に開示されるような鋳造ホイールを構成する。これに開示された鋳造ホイール急冷表面はあらゆる種類の鋳造ホイールに適用可能である。

【0005】

鋳造ホイール急冷表面は従来より単一相の銅合金から作製されるか、または整合または半整合な析出物を有する単一相の銅合金から作製された。この合金は、鋳造され、そしてホイール／急冷表面を作製する前に、いくつかの方法で機械的に加工される。硬度、引張強さ、降伏強さ、および伸びのような一定の機械的特性が、熱伝導度に対する妥協と組合合わせて、考慮された。これは、与えられた合金に対して、機械的強度特性および熱伝導度特性の最良の組合せを達成するために実施された。このための理由は、基本的に2要素、即ち、1) 望まれる鋳造ストリップの微細組織を生じるのに十分に高い急冷速度を与えること、2) ストリップの幾何学的精度が低下して、鋳造製品が使用できなくなるような急冷表面の熱的および機械的損傷に耐えること、である。整合または半整合な析出物を有する単一相を示す典型的な合金としては、種々の組成の銅ベリリウム合金および低濃度のクロムを有する銅クロム合金がある。ベリリウムおよびクロムは共に銅中の固溶度が極めて小さい。

10

【0006】

ストリップ鋳造方法は複雑であり、優れた性能特性を有する急冷表面を生成するためには、動的または周期的な機械的特性を真剣に考慮する必要がある。急冷表面として使用するための供給原料の単一相合金を作る方法は、後のストリップの鋳造性能に著しく影響する。これは機械加工の量および熱処理後に生じる強化相に起因するであろう。また、これは一部の機械加工プロセスの方向性または不連続な性質に起因するであろう。例えば、リング鍛造および押出し加工は、共に機械的特性の異方性を加工物に与える。残念ながら、この得られた方位の方向は、一般に急冷表面内の最も有用な方向に沿って並ばない。合金の再結晶および粒子成長および単一相合金マトリックスを伴う強化整合相の析出を達成するために採用される熱処理は、多くの場合、機械加工の処理工程を通じて生じる欠陥を改善するのには不十分である。得られた急冷表面は非均一な結晶粒度、形状、および分布を有する微細組織を示す。これらの単一相銅合金の処理の変更点は、均一で微細な等軸晶組織を得るために使用されたものであって、米国特許番号5,564,490および5,842,511に開示される。この微細な結晶粒の均質な単一相組織は、鋳造ホイール表面の大きなピットの生成を減少させる。これらのピットは、次に、鋳造工程を通じてホイールに接触するストリップ表面中に対応する「ピップ(pips)」を生成させる。これらの析出硬化可能な単一相銅合金の多くはこれらの成分の一つとしてベリリウムを含有する。鋳造表面の質を改善するため絶えず研磨されるベリリウム含有合金の生物学的な毒性の特徴は、健康危機を引き起こす。従って、表面劣化なしに良好な溶融金属急冷特性を示す非毒性合金が長い間求められてきた。

20

【0007】

他の元素添加物を有する銅 ニッケル ケイ素合金が、米国特許番号5,846,346に開示されているように、電子産業においてベリリウム銅合金の代わりとして使用されている。高い熱伝導度と強度を与えるために第二相の析出が抑制される。日本の特許公開番号のS60-45696は14種の添加物を加えて、極めて微細な析出物を特定のCorsonグループ合金中に生成することを示す。これらの実質的に単一相の合金は0.5～約4重量%Niおよび0.1～約1重量%S iを伴うCuを含有する。この実質的に単一相の合金の鋳造温度能力は急冷鋳造表面の必要条件をはるかに下回っている。

30

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

結果として、長時間の鋳造を通じて急速な劣化に耐えることにより鋳造ストリップの表面品質を維持する、溶融合金の急速凝固のための非毒性急冷ホイールに対するこの業界の必要性が依然として存在する。この必要性は、たとえ結晶粒組織が良好に制御されたとし

40

50

ても、現存の実質的に単一相の銅合金では、現在まで満たされていない。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明は合金ストリップを連続的に鋳造するための装置を提供する。一般的に言って、この装置は、急速凝固のために堆積した溶融合金層を連続合金ストリップまで冷却する急速に移動する急冷表面を含む鋳造ホイールを有する。この急冷表面は他の元素を少量添加された二相の銅 ニッケル ケイ素合金から構成される。

【0010】

一般的に言って、この合金は、約 6 ~ 8 重量 % のニッケル、約 1 ~ 2 重量 % のケイ素、約 0 . 3 ~ 0 . 8 重量 % のクロム、残余が銅および付随的な不純物から実質的に成る組成を有する。このような合金は、ケイ化ニッケルの良好に結合した網状構造領域で囲まれた銅相の微細結晶粒を含む微細組織を有する。この微細組織を有する合金は、特定の合金製造鋳造方法および機械的加工方法および最終の熱処理を使用して処理される。この合金の微細組織は高い熱伝導度および高い硬度と強度を生じる。この熱伝導度は銅相から得られ、そして硬度はケイ化ニッケル相から得られる。この取り囲む網状構造相の分布によって、1 ~ 250 μm の範囲のセル寸法を有するセル構造が形成され、実質的に均質な急冷表面が溶融物に提供される。このような合金は長時間の鋳造を通じて劣化に耐える。長尺のストリップが、「ピップ」として知られる表面突起または他の表面劣化を生じることなく、このような溶融合金から鋳造できる。

【0011】

一般的に言って、本発明の急冷鋳造ホイール基体は、(a) 約 6 ~ 8 重量 % のニッケル、約 1 ~ 2 重量 % のケイ素、約 0 . 3 ~ 0 . 8 重量 % のクロム、残余が銅および付随的な不純物から実質的に成る組成を有する銅 ニッケル ケイ素の二相合金ビレットを鋳造し、(b) 前記ビレットを機械加工して、急冷鋳造ホイール基体を形成し、そして(c) 前記基体を熱処理して、約 1 ~ 1000 μm の範囲のセル寸法を有する二相微細組織を得る工程を含む方法によって製造される。

【0012】

二相結晶急冷基体を使用すると、鋳造ホイールの有効寿命が有利に増大する。急冷表面で実施された鋳造の実行時間は著しく延長され、そして各実験を通じて鋳造された物質の量は、銅 ベリリウム基体の場合に生じる毒性なしに改善される。急冷表面上で鋳造されたストリップは、表面欠陥が極めて少なく、従ってパック率が増大し、このようなストリップから作製された電力配電変圧器の効率は増大する。鋳造を通じての急冷表面の応答性は著しく連続して安定しており、その結果、実質的に同じ持続時間が再現可能であり、そして保守の日程計画が促進される。有利なことには、このような基体上で急速に凝固したストリップの收率は著しく改善され、基体の保守に要する中断時間は最小化され、そしてプロセスの信頼性が増大する。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

本明細書で使用する場合、用語の“非晶質金属合金”は、実質的に長範囲規則度がない金属合金を意味し、そしてX線回折強度の最大化によって特徴付けられ、これは液体または無機酸化物ガラスで見られるそれに定性的に類似する。

【0014】

本明細書で使用する場合、用語の“一定組織を有する二相合金”は、250 μm (0 . 010 インチ) 未満の寸法を有するセル構造を生じる網状構造のケイ化ニッケルで囲まれた銅に富んだ領域を有する合金を意味する。

【0015】

本明細書で使用する場合、用語の“ストリップ”は、細長い物体を意味し、その横断寸法はその長さよりずっと短い。従って、ストリップは、全てが規則的または不規則な断面を有するワイヤ、リボン、およびシートを包含する。

【0016】

10

20

30

40

50

用語の“急速凝固”は、本明細書および特許請求の範囲で使用する場合、溶融体を約 $10^4 \sim 10^6$ / s の速度で冷却することを示す。例えば、冷却基体上への溶射堆積、ジエット铸造、平面フロー铸造、等のような種々の急速凝固技術が本発明の範囲内でストリップを作製するために利用できる。

【0017】

本明細書で使用する場合、用語の“ホイール”は、直径より小さい幅（軸方向の）の実質的に円形の断面を有する物体を意味する。これに対して、ローラーは直径よりも大きい幅を有すると一般的に理解される。

【0018】

本明細書で使用する場合、用語の“実質的に均質である”とは、二相合金の急冷表面が全ての方向で実質的に均一なセル寸法を有することを意味する。¹⁰ 好ましくは、実質的に均質である急冷基体は、少なくとも約 80 % のセルが 1 μm より大きくそして 250 μm より小さい寸法を有し、そして残余が 250 μm より大きくそして 1000 μm より小さい寸法を有することによって特徴づけられるセル寸法の均一性を有する。

【0019】

本明細書で使用する場合、用語の“熱伝導性”は、急冷基体が 40 W / m K より大きくそして約 400 W / m K より小さい値の、そしてより好ましくは 80 W / m K より大きくそして約 400 W / m K より小さい値の、そして最も好ましくは 100 W / m K より大きくそして 175 W / m K より小さい値の熱伝導度を有することを意味する。

【0020】

本明細書において、また添付の特許請求の範囲において、装置は、ホイールの周辺部に配置されて急冷基体として作用する铸造ホイールについて説明される。また、本発明の原理は、ホイールとは異なる形状および構造を有するベルトのような急冷基体の形状にも適用でき、または急冷基体として作用する部分がホイールの表面上またはホイールの周辺部以外のホイールの他の部分上に配置される铸造ホイールの形状にも適用できることが理解されるであろう。

【0021】

本発明は溶融金属の急速冷却における急冷基体として使用するための特定の微細組織の二相銅 ニッケル ケイ素合金を与える。この合金の好ましい態様において、合金化元素のニッケル、ケイ素および少量添加されるクロムの比率が特定される。一般的に言って、この熱伝導性合金は、約 6 ~ 8 重量 % のニッケル、約 1 ~ 2 重量 % のケイ素、約 0.3 ~ 0.8 重量 % のクロム、残余が銅および付随的な不純物から実質的に成る銅 ニッケル-ケイ素合金である。好ましくは、この熱伝導性合金は、約 7 重量 % のニッケル、約 1.6 重量 % のケイ素、約 0.4 重量 % のクロム、残余が銅および付随的な不純物から実質的に成る銅 ニッケル-ケイ素合金である。³⁰

【0022】

金属ストリップの急速で均一な冷却は、急冷基体近傍に配置される軸方向導管を通して冷却流体の流れを与えることにより達成される。また、铸造を通じてホイールが回転するにつれて溶融合金が急冷基体上に周期的に堆積するため、大きな熱サイクル応力が生じる。これは大きな放射状の温度勾配を基体表面近傍に生じさせる。この大きな温度勾配および熱疲労サイクルから生じるであろう急冷基体の機械的劣化を防ぐために、この二相基体は、網状構造のケイ化ニッケルで銅に富む相を包み込む微細で均一な寸法の成分セルから構成される。この急冷表面の微細な二相セル構造は高速で急冷表面から離脱する凝固したストリップによる基体セルの除去を防止する。この表面の保全性は、ストリップ中に‘ピップ’または突起を形成するホイール中のピットの発生を防止する。これらのピップはストリップを積層するための積層物生成能力を妨害して、ストリップの積重ねファクター (stacking factor) を低下させる。

【0023】

アルミニウム、錫、銅、鉄、鋼、ステンレス鋼、等の多結晶ストリップを形成する装置および方法は、いくつかの米国特許に開示されている。溶融物の急速冷却によって非晶質

10

20

30

40

50

構造を形成するような金属合金が好ましい。これらは当業者によく知られている。これらの合金の例は、米国特許番号3,427,154および3,981,722に開示されている。

【0024】

図1を参照すると、10で金属ストリップ連続鋳造装置が示される。装置10は、その軸線上に回転可能に取付けられた環状の鋳造ホイール1、溶融金属を保持する貯蔵器2および誘導加熱コイル3を有する。貯蔵器2はスロット付のノズル4に連絡し、そして環状の鋳造ホイール1の基体5に近接して取付けられる。貯蔵器2は、中に収納された溶融金属を加圧してこれをノズル4を通して排出するための装置(図示しない)を更に備える。作動時において、貯蔵器2内の加圧下の溶融金属は、急速に移動する鋳造ホイール基体5上にノズル4を通して排出され、これにより凝固してストリップ6を形成する。凝固の後、ストリップ6は鋳造ホイールから分離して、これから振り捨てられ、巻取機または他の適当な捕集装置(図示しない)で回収される。

10

【0025】

鋳造ホイール急冷基体5を構成する材料は、単一相の銅または比較的高い熱伝導度を有する他の金属または合金であってもよい。この必要条件は、非晶質または準安定ストリップを作製することが望まれる場合、特に適切である。基体5用の好ましい構成材料としては、クロム銅、ベリリウム銅、分散硬合金、および無酸素銅のような微細で均一な粒度の析出硬化型単一相銅合金がある。所望により、基体5は、滑らかな表面特性を有するストリップを得るために、高度に研磨されるか、またはクロム等でメッキされてもよい。エロージョン、コロージョンまたは熱疲労に対する更なる保護を与えるために、鋳造ホイールの表面は適当な抵抗被膜または高融点被膜を用いた慣用の方法で被覆されてもよい。一般的には、急冷表面上で鋳造される溶融金属または合金のぬれ性が十分である場合には、セラミック被膜または耐食性の高融点金属の被膜が適切である。

20

【0026】

上述したように、溶融金属または合金がストリップに連続的に鋳造される急冷表面の結晶粒度および急冷表面の分布は、それぞれ両方とも微細で均一であることが重要である。2種類の異なる結晶粒度を用いた従来の単一相急冷表面のストリップ鋳造性能に関する比較を図2で示す。粗い結晶粒の析出硬化型Cu-2%Be合金は、ストリップの引裂き作用により、急速に劣化し、このストリップは急冷表面上を高速で離脱して、粗い結晶粒を引き剥がし、これによりピット(pits)が生成する。こうした状況で劣化が生じる一つのメカニズムは、急冷基体の表面での極めて小さい亀裂の生成を含む。その後に堆積した溶融金属または合金は、次いでこれらの小さな亀裂に入り、その中で凝固し、そして鋳造ストリップが鋳造操作を通じて急冷基体から分離する時に、隣接する急冷基体材料と共に引っ張り出される。この劣化プロセスは進行性であって、経時的に徐々に鋳物を悪化させる。ひび割れし、または引抜かれた急冷基体上のスポットは“ピット”と呼ばれ、一方、鋳造ストリップの下側に、これに対応して形成された突出部は“ピップ(pips)”と呼ばれる。これに対して、微細で均質な結晶粒組織を有する析出硬化型単一相銅合金は、米国特許5,564,490に開示されるように、チルホイール急冷表面の劣化が減少する。

30

【0027】

本発明の急冷基体は、クロムを少量添加した銅-ニッケルケイ素の二相合金を含む溶融物を形成し、そしてこの溶融物を鋳型に鋳込み、これによりインゴットを形成することによって製造される。ケイ化ニッケル相は1325で溶融するので、1083で溶融する溶融銅では容易には溶解しない。この合金の推奨される製造方法は、30~50重量%のニッケルを有する銅ニッケル母合金を使用し、そして28~35重量%のケイ素を有するニッケルケイ素母合金を使用することである。これら2種類の合金は銅の融点以下またはこれに近い融点を有し、そしてこの銅溶融物を過度に過熱することなく容易に溶解できる。銅溶融物を過熱することは、酸素および水素の取込みが極めて増大するため、不利である。酸素の溶解は熱伝導度を低下させ、一方、水素の溶解は鋳物のマイクロボロシティを生じさせる。

40

【0028】

50

鋳造したままの状態のインゴットは、このインゴットの鋳造された状態での二相組織が分裂するまで衝撃ハンマー鍛造によって繰返し鍛造され、そして微細なセル構造を有するビレットを形成する。このビレットは、マンドレルで孔抜き加工されて、更なる加工用の円筒体を形成してもよい。この円筒体は所定長の円筒に切断され、これは最終の急冷表面の形状に略近似する。この微細なセル構造の均一性を向上させるために、この円筒長物は数多くの機械的変形工程を実施される。これらの工程は以下の工程を包含する。即ち、(1) リング鍛造工程であって、ここで、円筒長物は、アンビル(サドル)で支持されて、ハンマーで繰り返し強打され、この間、この円筒長物は徐々にアンビルの周りを回転し、これによって円筒長物の全外周はディスクリートインパクトブロー(discrete impact blows)を用いて処理される。(2) リングローリング工程であって、この工程では、円筒長物の機械的加工は、ハンマーではなく、一組のローラーを使用して、より均等に達成されることを除いては、リング鍛造工程に類似する。(3) フローフォーミング(flow forming)工程であって、ここで、マンドレルが急冷表面の内径を規定するために使用され、そして一組の加工工具が円筒長物の周りから作用し、これによって円筒長物は薄く引き延ばされて、大きな機械的変形が与えられる。

【0029】

上述の機械的変形方法に加えて、種々の熱処理工程が、前記機械的変形の間に、または機械的変形の際に、前記方法を促進し、そして十分に分布した微細なセル構造を有する急冷表面合金を製造するために利用されてもよく、ここで、銅に富む相を有する二相合金が網状構造のケイ化ニッケル相によって囲まれている。

【0030】

図2は2種類の異なる平均結晶粒度を有する急冷基体用のベリリウム銅合金の性能データである。ストリップの鋳造によって急冷表面が徐々に損傷するため、粗い結晶粒の基体上で鋳造されたストリップ中にピップが容易に発生する。微細な結晶粒の単一相合金は遅い速度で劣化して、ピップを生じることなく、より長いストリップの鋳造を可能にする。

【0031】

図3は時間の関数としてのピップの成長による性能の低下を示すグラフである。このグラフは、Cu-2%Be合金、表2の組成物2として示される二相のCu-7%Ni合金、そして表2の組成物3およびC18000として示される実質的に単一相合金のCu-4%NiおよびCu-2.5%Niの合金に対する、時間を関数とするピップの成長による性能の低下を示す。ピップは单一トラック上のストリップの鋳造を通じてのホイールピッキングの必然的な結果である。二相の銅-7%ニッケル-ケイ素合金のデータは、Cu-2重量%Be合金から構成される微細な結晶粒の単一相析出硬化型急冷基体のデータに近似する。

【0032】

図4はCu-2%Be合金、表2の組成物2として示される二相のCu-7%Ni合金、そして表2の組成物3およびC18000として示される実質的に単一相の合金のCu-4%NiおよびCu-2.5%Niの合金に対する、時間の関数としてのリム平滑性の低下による性能の低下を示すグラフである。このホイールのリムは、急冷表面上に鋳造された凝固ストリップが絶えず引き剥がされることによってピットが形成される。二相の銅-7%ニッケル-ケイ素合金のデータは、Cu-2重量%Be合金から構成される微細な結晶粒の単一相析出硬化型急冷基体のデータに近似する。

【0033】

図5はCu-2%Be合金、表2の組成物2として示される二相のCu-7%Ni合金、そして表2の組成物3およびC18000として示される実質的に単一相の合金のCu-4%NiおよびCu-2.5%Niの合金に対する、時間の関数としてのラミネーションファクターの低下による性能の低下を示すグラフである。ストリップ表面の‘ピップ’はストリップの積層性を妨げて、ラミネーションファクターを低下させる。ラミネーションファクターはLamination Factor of Amorphous Magnetic Strip, 1992 Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.04に開示された標準試験法であるASTM standard 900-91の試

験方法を用いて簡便に測定される。二相の銅 7 % ニッケル ケイ素合金のデータは、Cu - 2 重量 % Be 合金から構成される微細な結晶粒の单一相析出硬化型急冷基体のデータに近似する。

【0034】

図 6において、ストリップ鋳造 21 分後に撮影された合金 C18000 から構成される急冷表面の微細組織を示す。合金 C18000 は均一な微細結晶粒分布を示す単一相合金である。描かれた顕微鏡写真のマーカーは 100 μm の長さを有し、画像は 1.4 mm (1400 μm) 幅である。この顕微鏡写真に著しいピットの発生が見られる。一般的に 30 で示される各ピットは輝いた領域で示される。一般的に 40 で示される亀裂はピット 30 の中に成長する傾向を示す。

10

【0035】

図 7 は表 2 の合金 2 で示される組成を有する二相合金の顕微鏡写真であって、鋳造 92 分後の均一な微細セル分布を示す。描かれた顕微鏡写真のマーカーは 100 μm の長さを有し、像は 1.4 mm (1400 μm) 幅である。輝く領域は第二の相の網状構造を示す。この顕微鏡写真には著しいピットの発生は見られない。

【0036】

クロムを少量添加された銅 ニッケル ケイ素合金はベリリウムのような有害な元素を含有しない。銅、ニッケル、ケイ素、クロム、およびベリリウムに対する OSHA の規制は、大気汚染物質に対する OSHA の規制 1910.1000 表 Z-1 および Z-2 に基づいて表記され、そして下の表 1 に再録される。

20

【0037】

【表 1】

OSHA 規制：

物質	元素	μg/立方メートル
銅粉塵	(Cu)	1000
ニッケル金属および化合物	(Ni)	1000
ケイ素呼吸できる粉塵	(Si)	5000
クロム金属および化合物	(Cr)	1000
ベリリウムおよび化合物	(Be)	2

【0038】

30

これらの規制はベリリウムの高い有毒な危険性を示す。

【実施例】

【0039】

以下の実施例は本発明をより完全に理解するために与えられる。本発明の原理および実施を説明するために示される特定の技術、条件、材料、比率、および報告されたデータは、代表的なものであり、本発明の範囲を限定するように解釈されるべきではない。

【0040】

銅、ニッケルおよびケイ素から成る 5 種類の合金を考察のために選択し、そして表 2 に合金番号 1、2、3、C18000 および C18200 として示す。これらの各合金の組成を下記の表 2 に示す。

40

【0041】

【表 2】

合金No.	合金組成					
	Cu	Ni	Si	Cr	Fe	Mn
1	残余	7.00%	1.60%	0.40%	<0.1%	
2	残余	7.10%	1.70%	0.70%	0.05%	
3	残余	4.00%	1.10%	0.00%	0.10%	0.01%
C18000	残余	2.50%	0.60%	0.50%	0.20%	
C18200	残余	0.00%	0.10%	0.90%	0.10%	

【0042】

50

5 ~ 250 μm の微細なセル構造を有する合金 1 および 2 は、非常に良好に機能する。これらは網状構造のケイ化ニッケル相によって囲まれた銅に富む領域を有する二相合金である。急冷基体合金 2 の性能は、図 3 ~ 図 5 に示すように、Cu 2 重量% Be 合金の性能に近似する。合金 3 は単一相の銅 ニッケル ケイ素合金であって、12% 未満の耐久度で急速にすり減る。これは ‘ピット’ を形成して、急冷表面を容易に減少させる。C 18000 は合金 3 に類似した単一相合金であって、ニッケルおよびケイ素の含量が低いため、合金 3 よりも劣化が更に大きい。これは合金 2 の鋳造時間の 6% 以内の減少を示す。C 18200 はニッケルを含有しないため、この一連の例の中では最悪の例であり、合金 2 の鋳造時間の 2% より少ない急冷表面の減少を示す。

【0043】

10

本発明をかなり詳細に説明したが、このような詳細はこれに限定されるものではなく、添付の特許請求の範囲で示される発明の範囲内にあるその他の変更および修正も当業者に示唆されるであろう。

【図面の簡単な説明】

【0044】

【図 1】金属ストリップの連続鋳造装置の斜視図。

【図 2】6.7 インチ幅の非晶質合金ストリップの連続ストリップ鋳造について整合なまたは半整合な析出物を有する Cu 2 重量% Be の急冷基体の性能低下 (“ピットの生成”) を、鋳造時間の関数として示すグラフである。

【図 3】Cu - 2% Be 合金、表 2 の組成物 2 として示される二相の Cu 7% Ni 合金、そして表 2 の組成物 3 および C 18000 として示される実質的に単一相の合金の Cu 4% Ni および Cu 2.5% Ni の合金について、ピットの成長による性能の低下を時間の関数として示すグラフである。

【図 4】Cu - 2% Be 合金、表 2 の組成物 2 として示される二相の Cu 7% Ni 合金、そして表 2 の組成物 3 および C 18000 として示される実質的に単一相の Cu 4% Ni 合金および Cu 2.5% Ni 合金について、リム平滑性の低下による性能の低下を時間の関数として示すグラフである。

【図 5】Cu - 2% Be 合金、表 2 の組成物 2 として示される二相の Cu 7% Ni 合金、そして表 2 の組成物 3 および C 18000 として示される実質的に単一相の Cu 4% Ni 合金および Cu 2.5% Ni 合金について、ラミネーションファクターの低下による性能の低下を時間の関数として示すグラフである。

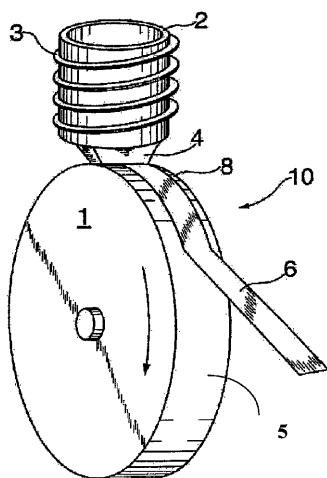
【図 6】ストリップ鋳造 21 分後において、表 2 の組成物 C 18000 から構成される実質的に単一相の合金の急冷基体の顕微鏡写真であって、ピットの発生を示す。

【図 7】ストリップ鋳造 92 分後において、表 2 の合金 2 で示される銅 ニッケル ケイ素二相急冷基体の顕微鏡写真であって、ピット生成に対する耐性を示す。

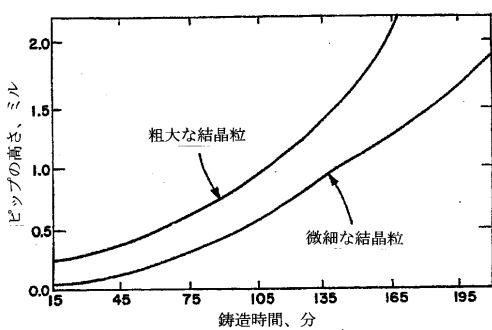
20

30

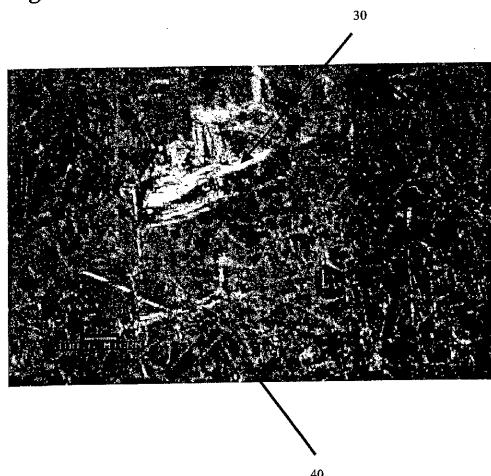
【図1】
Fig. 1



【図2】



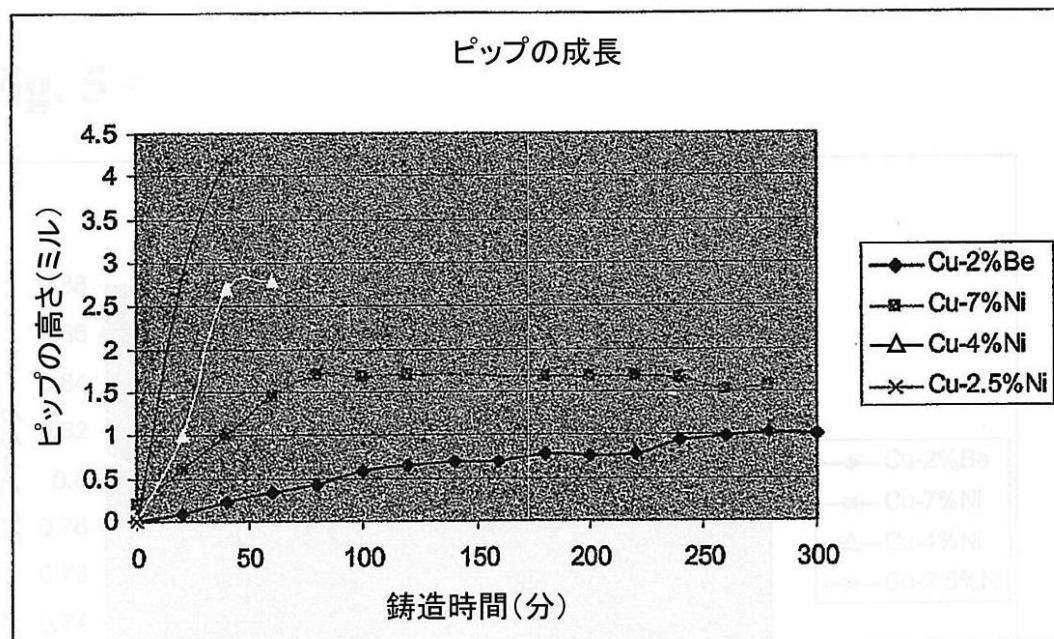
【図6】
Fig. 6



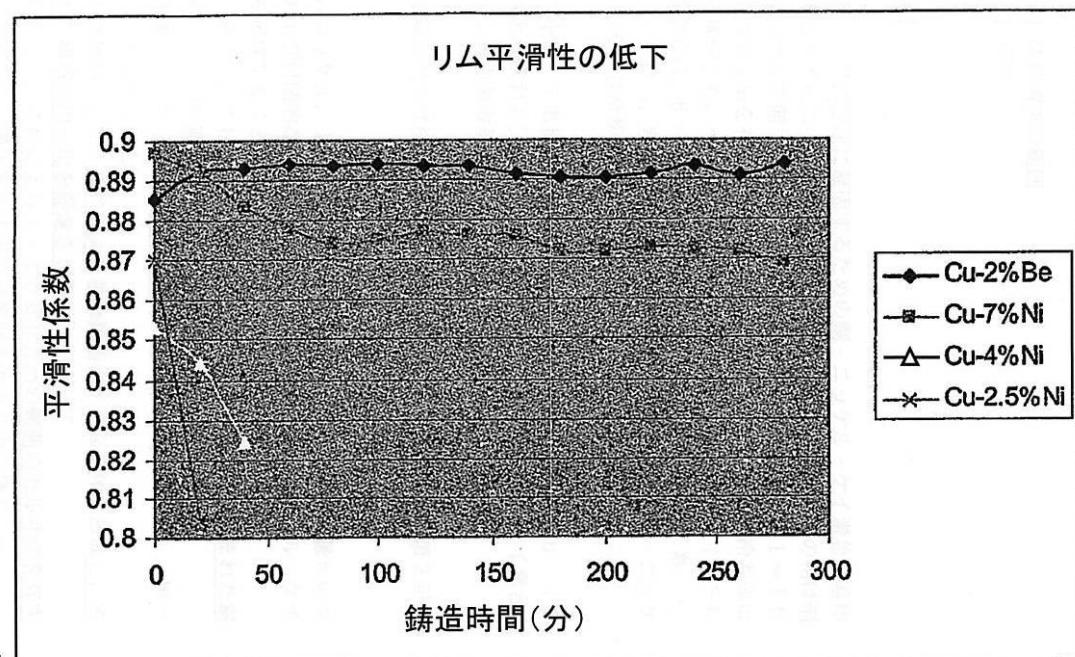
【図7】
Fig. 7



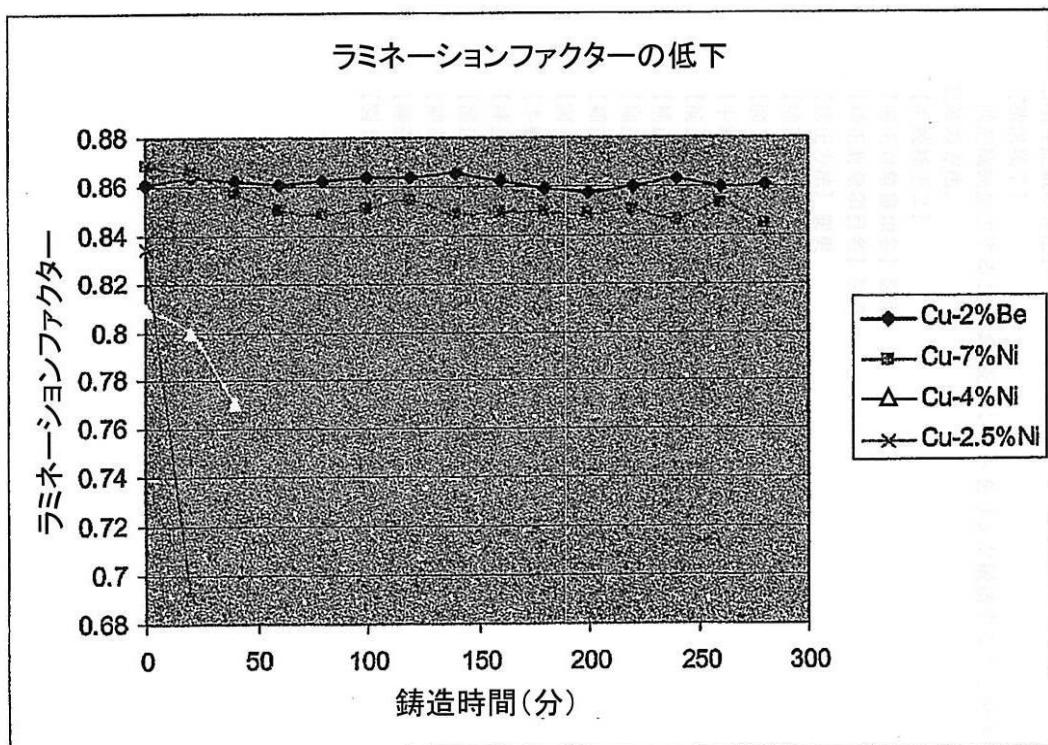
【図3】



【図4】



【図5】



フロントページの続き

(51)Int.CI.		F I
C 2 2 F	1/08	(2006.01)
C 2 2 F	1/00	(2006.01)
		C 2 2 F 1/08 P
		C 2 2 F 1/08 S
		C 2 2 F 1/00 6 0 4
		C 2 2 F 1/00 6 1 3
		C 2 2 F 1/00 6 3 0 A
		C 2 2 F 1/00 6 3 0 C
		C 2 2 F 1/00 6 5 0 F
		C 2 2 F 1/00 6 8 1
		C 2 2 F 1/00 6 8 5 Z
		C 2 2 F 1/00 6 9 0

(74)代理人 100104374

弁理士 野矢 宏彰

(72)発明者 ミョウジン, シンヤ

アメリカ合衆国サウス・カロライナ州2 9 5 7 9 , マートル・ビーチ, バトルウェイ・コート 1
3 0 4

(72)発明者 バイ, リチャード・エル

アメリカ合衆国ニュージャージー州0 7 9 6 0 , モーリスタウン, エッジヒル・アベニュー 2

(72)発明者 シュスター, ゲーリー・ビー・エイ

アメリカ合衆国サウス・カロライナ州2 9 5 7 5 , マートル・ビーチ, マンチェスター・ウェイ
1 8 2 0

(72)発明者 ウォールズ, デイル・アール

アメリカ合衆国サウス・カロライナ州2 9 5 7 7 , マートル・ビーチ, ランディング・ロード 1
7 6 6

(72)発明者 コックス, ジョーゼフ・ジー

アメリカ合衆国ペンシルバニア州1 8 2 3 5 , レイトン, ノース・セカンド・ストリート 1 3 6

(72)発明者 ミリュール, ディピッド・ダブリュー

アメリカ合衆国サウス・カロライナ州2 9 5 7 7 , マートル・ビーチ, ウォーターフォード・ドラ
イブ 3 7 2 0

(72)発明者 リン, ジエン・エス

アメリカ合衆国ニュージャージー州0 7 9 6 0 , モーリスタウン, アレクサンドリア・ロード 5
0

(72)発明者 デクリストファロ, ニコラス・ジェイ

アメリカ合衆国ニュージャージー州0 7 9 2 8 , チャタム, リンカーン・アベニュー 3 3

合議体

審判長 小柳 健悟

審判官 田中 則充

審判官 大橋 賢一

(56)参考文献 特表2 0 0 0 - 5 0 1 3 4 1 (JP, A)

国際公開第0 1 / 0 0 0 3 5 4号 (WO, A 1)

(58)調査した分野(Int.CI., DB名)

C22C9/00-9/10, B22D11/00-11/22